

УДК 661.74:669.14.046.554

А.А. Кулініч

**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНО-ЧАСОВИХ ПАРАМЕТРІВ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АМгбл З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ КРЕМНІЮ**

In this paper we study the influence of temperature-temporal parameters of in-process annealing set on structure and mechanical properties of alloy АМгбл with 1 % of silicon admixtures. Melting is conducted in the laboratory resistance stove in graphite crucible. We use the following materials: aluminium А99, ligature Al–Mg, Al–Zr, Al–Be, Al–Ti, Al–Si. The obtained standard samples 10 mm in diameter are annealed at different temperature-temporal parameters. Also, we determine their mechanical properties. We establish that alloy АМгбл can reach the maximum level of mechanical properties 1,0 % Si after annealing at the following mode – 430 °С, 20 h. + 530 °С, 8 h. The replacement of the standard annealing for the new mode for the alloy under study containing 1 % Si allows increasing the values of temporal break resistance by 12 %, and relative lengthening by 41 %. The new mode of annealing is instrumental in changing the phase morphology of  $Mg_2Si$  from ramified one to a more compact. Also, grinding and spheroidizing of the particles take place. It influences the increase of level of mechanical properties of alloy АМгбл.

**Вступ**

Головною шкідливою домішкою ливарних сплавів системи Al–Mg, що знижує рівень механічних властивостей, є кремній. Для цих сплавів дефіцит магнію в твердому розчині, що виникає через утворення фази  $Mg_2Si$ , впливає на зниження міцності, а фаза  $Mg_2Si$ , маючи розгалужену морфологію, впливає також на зниження рівня пластичності та в'язкості руйнування [1–5]. Але, незважаючи на зазначене, домішки кремнію вводять в окремі сплави системи Al–Mg (такі, як АМг7, АМг11) з метою поліпшення ливарних властивостей – підвищення рідкоплинності та зниження схильності сплавів до утворення гарячих тріщин під час кристалізації [1–3].

Типовий сплав цієї системи – АМгбл – належить до сплавів із середнім вмістом магнію, його використовують як після лиття, так і після термічної обробки. В цьому сплаві, згідно з ДСТУ 2839–94, вміст домішок кремнію не має перевищувати 0,2 %. Але якщо використовувати для виробництва цього сплаву технічний алюміній, лом і відходи алюмінієвих сплавів з метою зниження його собівартості, то можливе підвищення у ньому вмісту домішок кремнію.

Стандартні режими термічної обробки, які застосовуються для сплаву АМгбл у промисловості ( $430 \pm 10$  °С, 20 год із подальшим гартуванням), суттєво не впливають на морфологію фази  $Mg_2Si$  в цьому сплаві. Але в працях [1, 2] показано, що в силумінах частинки фази  $Mg_2Si$  можуть змінювати морфологію при високотемпературній термічній обробці. Для перевірки мож-

ливості впливу високотемпературної термічної обробки на морфологію фази  $Mg_2Si$  в ливарних сплавах системи Al–Mg потрібно провести експериментальні дослідження з вивчення впливу режимів відпалу на структуру та механічні властивості сплаву АМгбл з підвищеним вмістом домішок кремнію.

**Постановка задачі**

Мета роботи – встановити вплив температурно-часових параметрів відпалу на структуру і механічні властивості сплаву АМгбл з домішками кремнію вмістом 1 %.

**Методика досліджень**

Об'єкт дослідження в роботі – ливарний сплав АМгбл. Хімічний склад цього сплаву змінювали в таких межах: Mg = 6–7 %, Zr = 0,15 %, Be = 0,05 %, Ti = 0,1 %. Вміст домішок у сплаві: Mn ≤ 0,05 %, Cu ≤ 0,03 %, Zn ≤ 0,06 %, Fe ≤ 0,1 %. Додатково вводили домішки кремнію 1 % з використанням подвійної алюмінієвої лігатури.

Плавки проводили в лабораторній печі опору в графітошамотному тиглі. Використовували такі шихтові матеріали: алюміній марки А99, лігатури Al–Mg, Al–Zr, Al–Be, Al–Ti, Al–Si. У тиглі розплавляли алюміній і лігатуру Al–Be. Після їх розплавлення, за температури 690 °С, вводили лігатури Al–Zr, Al–Ti, Al–Si. Після розплавлення шихтових матеріалів і перемішування розплаву вводили лігатуру Al–Mg. За температури 700 °С проводили рафінування розплаву флюсом у кількості 2 % від маси сплаву. Склад флюсу: 85 % карналіту ( $MgCl_2 \cdot KCl$ ) і 15 %

фтористого кальцію. Після цього розплав розливали в металеву виливницю.

На отриманих стандартних зразках діаметром 10 мм визначали механічні властивості досліджуваних сплавів (тимчасовий опір розриву, межу плинності, відносне видовження).

Випробування механічних властивостей проводились на розривній машині TIRA-TEST за стандартними методиками.

Середні квадратичні відхилення значень механічних властивостей були в межах:  $\sigma_B - \pm 20$  МПа,  $\sigma_{0,2} - \pm 10$  МПа,  $\delta - \pm 15$  %.

Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили з використанням растрового електронного мікроскопа РЕММА-101А. Хімічний аналіз зразків досліджуваних сплавів проводили, використовуючи метод оптичної спектроскопії випарним розрядом.

Якісний та кількісний металографічний аналіз виконано на мікроскопі NEOFOT-31. Рентгенографічне дослідження проводили в Cu-характеристичному випромінюванні із застосуванням дифрактометра ДРОН-413.

### Експериментальна частина

На першому етапі досліджень встановлено вплив домішок кремнію на фазовий склад, структуру та механічні властивості сплаву АМгбл після лиття в кокіль.

За даними рентгенофазового, рентгеноспектрального й термічного аналізів структура сплаву АМгбл після лиття складається з  $\alpha$ -твердого розчину та двох евтектик, склад яких наведено в табл. 1. Хімічний склад фаз, що утворюються в досліджуваному сплаві при кристалізації, наведено в табл. 2.

Таблиця 1. Фазові перетворення в сплаві АМгбл при кристалізації

Перетворення при кристалізації	Температура перетворень, °C		
	$T_1$	$T_2$	$T_3$
$P \rightarrow \alpha Al$	620	—	—
$P \rightarrow \alpha Al + Mg_2Si$	—	548	—
$P \rightarrow \alpha Al + \beta(Al_3Mg_2) + Mg_2Si$	—	—	450

Таблиця 2. Хімічний склад надлишкових фаз у сплаві АМгбл

Формула фази	Al, % мас.	Si, % мас.	Mg, % мас.
$(Al_3Mg_2)$	62–65	—	35–38
$Mg_2Si$	—	38	62

Експериментальні дослідження показали, що під час нерівноважної кристалізації досліджуваного сплаву першими кристалізуються зерна алюмінієвого твердого розчину, потім подвійна евтектика  $\alpha_{Al} + Mg_2Si$ , останньою кристалізується потрійна евтектика  $\alpha_{Al} + \beta(Al_3Mg_2) + Mg_2Si$  (див. табл. 1). Металографічні дослідження в поєднанні з мікрорентгеноспектральним аналізом показали, що основною за кількістю евтектикою в сплаві є потрійна евтектика  $\alpha_{Al} + \beta(Al_3Mg_2) + Mg_2Si$ .

Згідно з даними, наведеним в табл. 3, підвищення вмісту кремнію з 0,03 до 2 % у сплаві АМгбл впливає на зниження температури початку кристалізації сплаву ( $T_1$  – температура ліквідусу) на 18 °C, підвищення температури ( $T_2$ ) евтектичної реакції  $\alpha_{Al} + Mg_2Si$  на 39 °C, зниження температури ( $T_3$  – температура нерівноважного солідусу) евтектичної реакції  $\alpha_{Al} + \beta(Al_3Mg_2) + Mg_2Si$  на 3 °C. При вмісті кремнію в досліджуваному сплаві 0,03 % інтервал його кристалізації становить 172 °C, але в міру збільшення вмісту кремнію інтервал кристалізації сплаву АМгбл зменшується. Це зумовлює підвищення ливарних властивостей сплаву (підвищення рідкоплинності і зменшення схильності до утворення гарячих тріщин).

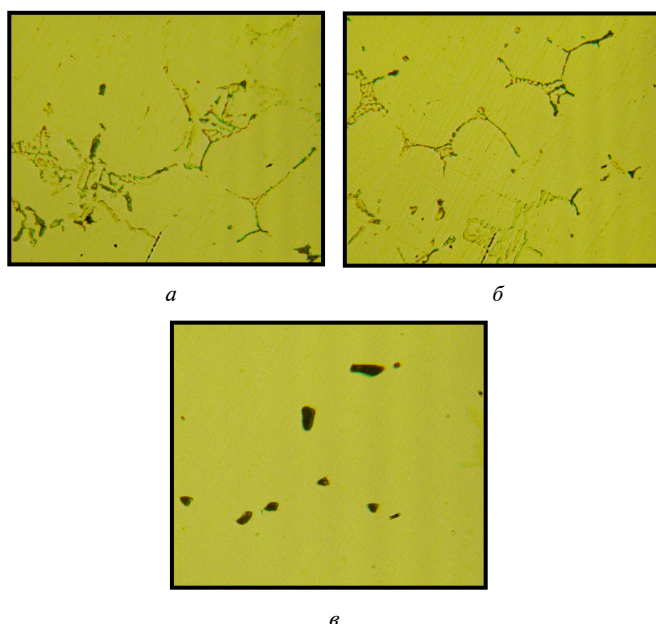
Згідно з даними металографічного і мікрорентгеноспектрального аналізів, при вмісті в сплаві АМгбл кремнію до 0,05 % кремнійвмісних фаз не утворюється. В концентраційному інтервалі 0,06–1 % Si в досліджуваному сплаві з'являється нова фаза –  $Mg_2Si$  (табл. 3).

Таблиця 3. Вплив кремнію на фазовий склад сплаву АМгбл і температуру фазових перетворень при кристалізації

Si, % мас.	Температура перетворень, °C			Фазовий склад сплаву
	$T_1$	$T_2$	$T_3$	
0,03	622	542	450	$\alpha_{Al}, \beta(Al_3Mg_2)$
0,2	619	549	449	$\alpha_{Al}, \beta(Al_3Mg_2), Mg_2Si$
0,5	616	552	448	$\alpha_{Al}, \beta(Al_3Mg_2), Mg_2Si$
1,0	610	570	447	$\alpha_{Al}, \beta(Al_3Mg_2), Mg_2Si$

Встановлено, що при збільшенні вмісту кремнію в сплаві АМгбл до 1 % зростає кількість виділень частинок фази  $Mg_2Si$ . Також спостерігається укрупнення розмірів цих виділень та зростає розгалуженість частинок фази  $Mg_2Si$  (рисунк, а). Стандартні режими тер-

мічної обробки, які застосовуються для сплаву АМгбл в промисловості ( $430 \pm 10$  °С, 20 год з подальшим гартуванням), суттєво не впливають на морфологію фази  $Mg_2Si$  в цьому сплаві (рисунк, б). Тому на другому етапі досліджень встановлювали можливість оптимізації температурно-часових параметрів відпалу з метою зміни морфології фази  $Mg_2Si$  на більш компактну і, відповідно, підвищення рівня механічних властивостей досліджуваного сплаву. Для вибору оптимального режиму термічної обробки сплаву АМгбл використовували дані термічного, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів.



Мікроструктура сплаву АМгбл з домішками кремнію 1 %: а – після лиття; б – після відпалу (430 °С, 20 год) та гартування у воду; в – після відпалу (430 °С, 20 год + 530 °С, 8 год) та гартування у воду;  $\times 500$

Експериментальні дані термічного аналізу показали, що для сплаву АМгбл з домішками кремнію 1 % температура нерівноважного солідусу становить 447 °С, а температура рівноважного солідусу – 550–560 °С.

Було встановлено, що оптимальний комплекс механічних властивостей в досліджуваному сплаві досягається при двостадійному режимі відпалу: температура першої стадії не повинна перевищувати температуру нерівноважного солідусу, мета цієї стадії – часткове розчинення нерівноважної евтектики  $\alpha_{Al} + \beta(Al_3Mg_2) + Mg_2Si$ ; температура другої стадії

не повинна перевищувати температуру рівноважного солідусу, мета цієї стадії – прискорити дифузію атомів кремнію, що сприяє подрібненню та сфероїдизації частинок фази  $Mg_2Si$ .

Експериментальні дослідження показали, що оптимальна температура першої стадії відпалу для сплаву АМгбл з 1,0 % Si –  $430 \pm 5$  °С, час витримки 20 год, температура другої стадії відпалу дорівнює  $530 \pm 5$  °С. Вплив двостадійного режиму відпалу за різного часу витримки на другій стадії на механічні властивості досліджуваного сплаву після повної термічної обробки (відпал та гартування у воду) відображено в табл. 4.

Таблиця 4. Вплив двостадійного режиму відпалу на механічні властивості сплаву АМгбл з 1,0 % Si

Час витримки на другій стадії відпалу, год	Механічні властивості	
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
1	238	8,2
2	240	8,5
3	243	8,9
4	247	9,4
5	252	10,0
6	257	10,2
7	260	10,4
8	265	10,7
9	261	10,3
10	258	9,5

Примітка. 1-ша стадія відпалу – 430 °С, 20 год, 2-га стадія відпалу – 530 °С, після відпалу – гартування у воду. Вміст магнію в сплаві АМгбл – 6,3 %.

Згідно з даними, наведеним в табл. 4, максимального рівня механічних властивостей сплав АМгбл з 1,0 % Si набуває після двостадійного відпалу за режимом 430 °С, 20 год + 530 °С, 8 год:  $\sigma_B = 265$  МПа,  $\delta = 10,7$  %. Для порівняння наведемо механічні властивості сплаву АМгбл з 1,0 % Si при стандартному режимі відпалу (430 °С, 20 год):  $\sigma_B = 237$  МПа,  $\delta = 7,6$  %.

Застосування запропонованого двостадійного режиму відпалу сприяє зміні морфології фази  $Mg_2Si$  з розгалуженої на більш компактну, відбувається подрібнення і сфероїдизація частинок (рисунк, в). Зміною морфології частинок фази  $Mg_2Si$  можна пояснити підвищення рівня механічних властивостей сплаву АМгбл з 1,0 % Si.

## Висновки

На прикладі сплаву АМгбл показано можливість розробки оптимальних технологій термічної обробки ливарних сплавів Al–Mg з підвищеним вмістом шкідливих домішок кремнію.

Встановлено, що для досліджуваного сплаву, який містить 1 % Si, заміна стандартного одностадійного відпалу на запропонований дво-стадійний режим дає можливість підвищити

значення тимчасового опору розриву на 12 %, а відносного видовження – на 41 %.

Перспективність подальших досліджень полягає в пошуку оптимальних температурно-часових параметрів відпалу для інших промислових ливарних сплавів системи Al–Mg для забезпечення додаткового резерву подальшого підвищення комплексу їх механічних властивостей без зміни хімічного складу.

1. Золотаревский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 375 с.
2. *Машиностроение*. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II / Под общ. ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 2001. – 880 с.
3. Постников Н.С. Коррозионностойкие алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – 303 с.
4. Кулініч А.А., Гаврилюк В.П., Рябініна О.О. Структура і фізико-механічні властивості сплаву системи Al–Mg, мікролегованого кремнієм // *Металознавство та обробка металів*. – 2010. – № 1. – С. 8–11.
5. Гаврилюк В.П., Кулініч А.А., Рябініна Е.А. Влияние кремния на структуру и механические свойства сплава АМгбл после лиття в кокиль // *Процессы литья*. – 2010. – № 3. – С. 58–63.

Рекомендована Радою  
інженерно-фізичного факультету  
НТУУ “КПІ”

Надійшла до редакції  
17 січня 2012 року